DOI: 10.22067/jmme.2022.72467.1026
https://jmme.um.ac.ir/

بررسی تجربی و تحلیلی تاثیر شرایط عملیات حرارتی رسوب سختی بر ریزساختار، خواص مکانیکی و هدایت الکتریکی آلیاژ مس- ۰/٤ ٪ کروم*

مقاله پژوهشی

وحید نوروزی فرد[(۱)]   امیر طالبی[(۲)]

چکیده *در این مقاله تاثیر دمای پیرسختی بر ریزساختار، خواص مکانیکی و الکتریکی آلیاژ مس- ۰/٤ ٪ کروم مورد بررسی قرار گرفته است. فرآیند محلول‌سازی در دمای ۹۵۰ درجه سانتیگراد به مدت یک ساعت و پیرسازی در دماهای مختلف ۲۰۰، ۳۰۰، ٤۰۰، ۵۰۰ و ٦۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۵ انجام گرفت. ریزساختار نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی گسیل میدانی بررسی گردید. علاوه بر این، یک مدل تحلیلی جهت تعیین میزان رسوب عناصر آلیاژی و استحکام تسلیم نمونه‌ها بکمک آنالیز کمی تصاویر ریزساختار و هدایت الکتریکی آنها ارایه شده است. با افزایش دمای رسوب سختی تا ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد تعداد رسوبات افزایش و اندازه آنها کاهش می‌یابد. استحکام تسلیم، استحکام کششی و توان کارسختی در دماهای ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتی گراد نسبت به نمونه محلول‌سازی شده کاهش، در دمای ٤۰۰ و ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد افزایش و مجددا در دماهای بالاتر کاهش می‌یابند. استحکام کششی و استحکام تسلیم در شرایط بهینه رسوب سختی نسبت به نمونه محلول‌سازی شده به ترتیب ۲۱/۷ و ۵۱/۷ ٪ افزایش داشته‌اند. با افزایش دمای رسوب سختی تا دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد هدایت الکتریکی بطور پیوسته افزایش یافته و در دمای بالاتر از ۵۰۰ درجه تقریبا ثابت می‌ماند. همچنین مقایسه نتایج تست کشش با نتایج مدل نشان داد که مدل ارایه شده در این مقاله با دقت خوبی قادر به پیش‌بینی تنش تسلیم نمونه‌های پیر سخت شده است.*

واژه های کلیدی رسوب سختی، ریزساختار، خواص مکانیکی، مدل تحلیلی، هدایت الکتریکی.

مقدمه

نیاز به آلیاژهای با استحکام بالا و رسانایی بالا در صنعت روز به روز در حال افزایش است. عنصر مس با رسانایی بالا و استحکام پایین شناخته شده است. استفاده از مکانیزم افزایش استحکام با محلول جامد برای مس باعث کاهش شدید رسانایی مس می‌شود. بنابراین استفاده از عناصری که در دماهای کاری میزان حلالیت بسیار پایینی در ساختار مس دارند جهت افزایش استحکام مس با روش رسوب سختی می‌تواند روش مناسبی برای ایجاد ساختارهای با استحکام بالا و رسانایی بالا باشد. دیاگرام فاز دو جزیی مس با عناصر کروم، کبالت، کادمیم، بریلیوم، نقره، تالیم، قلع، فسفر، منیزیم، آهن، تیتانیم، وانادیم و زیرکونیم نشان می‌دهد که آلیاژ مس با این عناصر جهت رسوب سختی مناسب می‌باشد چون حلالیت این عناصر در مس با کاهش دما بشدت کاهش می‌یابد [1].

متداول‌ترین آلیاژ مس مورد استفاده جهت ساخت قطعات با استحکام و رسانایی بالا با روش رسوب سختی، آلیاژ مس کروم می‌باشد. اما از آنجاییکه میزان افزایش استحکام آلیاژهای دو جزیی محدود می‌باشد استفاده از دو یا چند عنصر جهت افزودن به مس مورد توجه قرار گرفته است. استفاده از عناصر مختلف در ساختار آلیاژ باعث ایجاد رسوب‌های ترکیبات بین فلزی مانند Fe2P، Fe2Ti و Cu3Zr در فرایند رسوب سختی می‌شود که افزایش استحکام بیشتر آلیاژ را سبب می‌شود [2]. از اینرو، در دو دهه اخیر تحقیقات زیادی در مورد تاثیر عناصر مختلف بر خواص مکانیکی و الکتریکی آلیاژ مس- کروم رسوب سخت شده انجام پذیرفته است که می‌توان به موارد زیر اشاره کرد. عنصر زیرکونیوم از جمله عناصری است که جهت بهبود خواص مکانیکی آلیاژ مس-کروم در تحقیقات پیشین به کرات [2-5] مورد استفاده قرار گرفته است. همچنین تاثیر عناصری مانند منیزیم [6,7]، آهن [8]، آهن و فسفر [9]، روی، آهن و تیتانیوم [10]، روی، آهن و فسفر [9]، سزیم [11] و اخیرا آهن، تیتانیوم و ایتریم [12] بر روی خواص مکانیکی و الکتریکی آلیاژ مس-کروم-زیرکونیوم در فرایند رسوب سختی مورد بررسی قرار

* تاریخ دریافت مقاله ۱٤۰۰/٦/۲۱ و تاریخ پذیرش آن ۱٤۰۱/۱/۱۵ می‌باشد.
(۱) نویسنده مسئول: استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی جندی شاپور دزفول، دزفول، ایران.
Email: vnorouzi@jsu.ac.ir
(۲) دانشجوی دکتری، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوریهای ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران.

گرفته است. علاوه بر این، تاثیر عناصری مانند آهن [13]، فسفر [14]، آهن و فسفر [15,16]، نقره [17]، منیزیم [7,18] و تیتانیوم [19,20] بر روی خواص آلیاژ مس-کروم رسوب سخت شده مورد مطالعه قرار گرفته است. علاوه بر آلیاژ مس-کروم، تحقیقاتی نیز بر روی تاثیر افزودن عناصر آهن و فسفر [1,21,22] و عناصر نقره و زیرکونیوم [23] به مس جهت افزایش استحکام آن در فرآیند رسوب سختی انجام گرفته است.

علاوه بر مطالعه ریز ساختار و بررسی تاثیر عناصر مختلف بر خواص مکانیکی و الکتریکی آلیاژهای رسوب سخت شده، ارایه مدلهای تحلیلی جهت پیش‌بینی مقدار افزایش استحکام حاصل از فرایند رسوب سختی در شرایط بهینه پیرسازی از نظر دما و زمان نیز مورد بررسی قرار گرفته است [12,15,17,24-26]. اگرچه مقدار رسانایی الکتریکی آلیاژ جهت محاسبه نمودار میزان استحاله فاز بر حسب زمان پیر سازی در دمای مشخص مورد استفاده قرار گرفته [11] ولی برای محاسبه میزان رسوب عناصر در شرای مختلف پیرسازی از این امکان بهره برداری نشده است.

بررسی مراجع بالا نشان داد که محاسبه درصد عناصر رسوب کرده با توجه به خواص الکتریکی آلیاژ رسوب سخت شده و همچنین محاسبه اافزایش استحکام آن در شرایط مختلف پیرسازی مورد بررسی قرار نگرفته است. در این تحقیق تاثیر شرایط عملیات حرارتی بر ریز ساختار، خواص مکانیکی و هدایت الکتریکی حاصل از فرآیند رسوب سختی آلیاژ مس- ۰/٤ ٪ وزنی کروم مورد مطالعه قرار گرفته است. با توجه به نمودار تعادل فازی مس-کروم [27] حداکثر حلالیت کروم در مس در حالت جامد برابر ۰/٦٥٪ در دمای ۱۰۷۰ درجه سانتیگراد است در نتیجه برای ایجاد یک محلول جامد همگن درصد کروم لازم است از ۰/٦٥٪ کمتر باشد بنابراین جهت بهبود خواص الکتریکی آلیاژ و استحکام بهینه مقدار ۰/٤٪ برای درصد کروم آلیاژ انتخاب شد. همچنین، به‌منظور محاسبه میزان افزایش استحکام آلیاژهای مس رسوب سخت شده مدلی ارایه شده است که در آن میزان عناصر حاضر در شبکه ماتریس بصورت محلول جامد بر اساس مقدار رسانایی الکتریکی آلیاژ محاسبه می‌شود. بنابراین، درصد وزنی عناصر رسوب کرده با توجه به رسانایی اندازه‌گیری شده نمونه قابل محاسبه خواهد بود. با بررسی و آنالیز تصاویر میکروسکپ الکترونی از ریزساختار نمونه‌ها، اندازه متوسط رسوبات تعیین می‌شوند. در انتها، با تعیین میزان و اندازه عناصر رسوبی و فاصله بین آنها، مقدار افزایش استحکام حاصل از فرایند رسوب سختی در شرایط مختلف بدست آمدند.

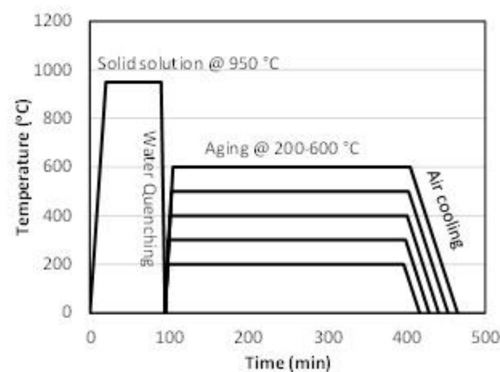
مواد و روش تحقیق

ماده مورد استفاده در این تحقیق بوسیله ریخته‌گری در کوره القایی تحت خلا ساخته شده است. آنالیز کوانتومتری این آلیاژ (استاندارد DIN EN 15079-07 2016) در جدول (۱) ارائه شده است که نشان می‌دهد این ترکیب شیمیایی معادل آلیاژ C18400 در استاندارد یو ان اس (UNS) امریکا می‌باشد. البته لازم به ذکر است که در استاندارد یو ان اس برای این آلیاژ مقدار کروم بین ۰/٤ تا ۱/۲ درصد وزنی می‌تواند باشد که در این تحقیق مقدار ۰/٤ درصد برای این عنصر انتخاب شده است.

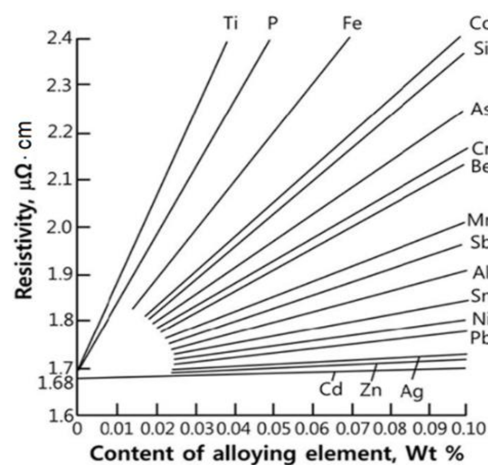
شکل (۱) سیکل عملیات حرارتی رسوب سختی برای آلیاژ مورد بررسی را نشان می‌دهد. مدت زمان ۲ الی ٤ ساعت جهت پیرسازی آلیاژ C18400 پیشنهاد شده است [28] که بستگی به میزان کار سرد انجام یافته قبل از عملیات پیرسختی دارد. زانگ و همکاران [19] مدت زمان مناسب برای عملیات پیرسختی آلیاژ مس ۰/۵٪ وزنی کروم -و ۹۰ درصد کار سرد انجام شده- در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد برابر ۲ ساعت بدست آوردند. بر اساس نتایج زانگ و همکاران مدت زمان پیر سختی لازم جهت رسیدن به حداکثر استحکام با افزایش درصد کار سرد کاهش می‌یابد. بنابراین، با توجه به اینکه در این تحقیق کار سرد بر روی نمونه‌ها قبل از عملیات حرارتی رسوب سختی انجام نشده است زمان عملیات رسوب سختی ۵ ساعت و ثابت انتخاب و دما بعنوان پارامتر متغیر انتخاب شده است. برای عملیات محلول‌سازی، تمامی نمونه‌ها ابتدا در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت نگهداری و سپس در آب کوئنچ شدند. دمای محلول‌سازی با توجه به دیاگرام مس-کروم [27] انتخاب شده است. در نهایت جهت عملیات رسوب سختی در دماهای مختلف ۲۰۰، ۳۰۰، ٤۰۰، ۵۰۰ و ٦۰۰ درجه سانتی‌گراد، ۵ ساعت نگهداری شده و در هوای اتاق سرد شدند.

جدول ۱ آنالیز کوانتومتری آلیاژ مورد بررسی در این تحقیق

Mn	Sb	Co	P	Sn	Pb	Si	Ni	Fe	Zn	Cr	Cu
۰/۰۰۲	۰/۰۰۱٦	۰/۰۰۲۱	۰/۰۰٦۲	۰/۰٤۹۵	۰/۰۲۹۸	۰/۰۰۸۸	۰/۰۲۱	۰/۰۷۹۷	۰/۰۵۹۸	۰/۳۹۵	پایه



شکل ۱ شماتیک سیکل عملیات حرارتی مورد استفاده در تحقیق



شکل ۲ تغییرات مقاومت ویژه الکتریکی مس بر حسب درصد وزنی برخی عناصر آلیاژی محلول در آن [29]

در این تحقیق، از کوره های عملیات حرارتی الکتریکی مدل آذر ۱۲۵۰، ساخت ایران استفاده گردید. مطالعه ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی مدل Mira 3-XMU، ساخت آلمان انجام گرفت. نمونه‌های آزمون کشش با استاندارد ASTM E8/E8M آماده‌سازی و توسط دستگاه یونیورسال با سرعت ۵ میلی‌متر بر دقیقه تحت آزمون قرار گرفتند. تست هدایت الکتریکی با استاندارد مس مسطح (IACS) انجام گرفت.

مدل تحلیلی

محاسبه مقاومت ویژه الکتریکی. شکل (۲) تغییرات مقاومت ویژه الکتریکی مس را بر حسب درصد وزنی برخی عناصر آلیاژی محلول در آن نشان می‌دهد [29]. با در نظر گرفتن قانون ماتهیسون [30] مقاومت ویژه آلیاژ بر حسب درصد وزنی عناصر محلول را بصورت زیر می‌توان محاسبه کرد:

$$\rho_{alloy} = \rho_m + \sum_i c_i \Delta\rho_i \qquad (۱)$$

که در آن ρ_{alloy} و ρ_m مقاومت ویژه الکتریکی آلیاژ و ماتریس و $\Delta\rho_i$ افزایش مقاومت ویژه آلیاژ در اثر افزودن یک درصد وزنی از عنصر i ام به مس و c_i غلظت عنصر i ام برحسب درصد وزنی هستند.

مقادیر $\Delta\rho_i$ برای عناصر حاضر در ترکیب آلیاژ مورد استفاده در تحقیق حاضر در جدول (۲) آمده است که از شکل (۲) استخراج شده‌اند [29]. جهت محاسبه هدایت الکتریکی آلیاژ بر حسب هدایت الکتریکی مس خالص می‌توان نوشت:

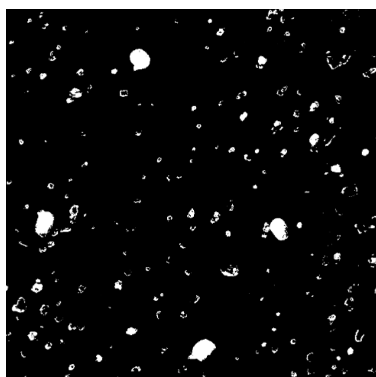
$$IACS\% = \frac{۱۷۲.٤}{\rho_{alloy}} \rho_m \qquad (۲)$$

که در آن واحد مقاومت ویژه برابر میکرو اهم سانتیمتر است.

آنالیز تصاویر ریز ساختار و محاسبه اندازه رسوبات. برای آنالیز کیفی تصاویر میکروسکوپ الکترونی از ریزساختار و تعیین اندازه رسوبات از نرم افزار ایمیج جی (ImageJ) استفاده شده است. بدین منظور، ابتدا تصاویر میکروسکوپ الکترونی توسط این نرم افزار بصورت تصاویر باینری (سیاه و سفید) تبدیل شدند که در این تصاویر ذرات رسوب به رنگ سفید و زمینه به رنگ سیاه هستند. شکل (۳) تصویر باینری ریزساختار نمونه رسوب سخت شده در دمای ۳۰۰ درجه سانتیگراد را نشان می‌دهد که تصویر ریزساختار در شکل (٤) (c) نشان داده شده است.

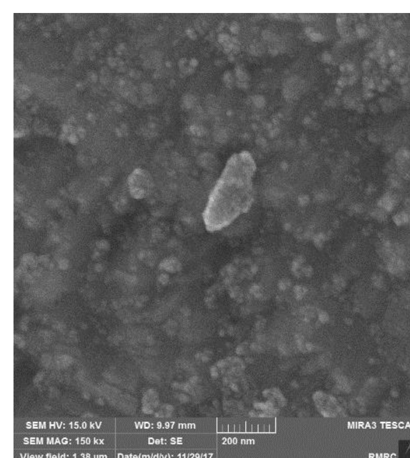
جدول ۲ افزایش مقاومت ویژه مس به ازای غلظت عناصر محلول در آن

عنصر	Cr	Zn	Fe	Ni	Si	Pb	Sn	P	Co	Sb	Mn
$\Delta\rho_i$ به ازای ۱درصد وزنی، $\mu\Omega.cm$	٤/۸	۰/۳٤	۱۱	۱/٤	٦/۹	۰/۹۳	۱/٦	۱۳	۷/۱	۲/۹	۳/۳

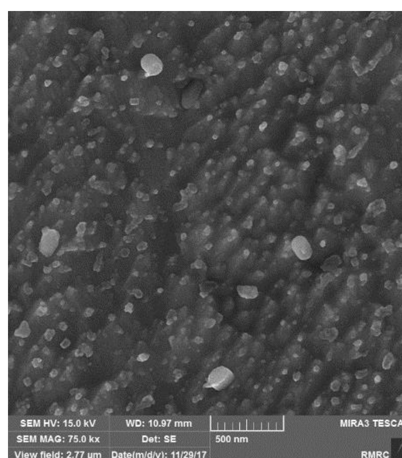


شکل ۳ تصویر باینری از ریزساختار نمونه رسوب سخت شده در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد

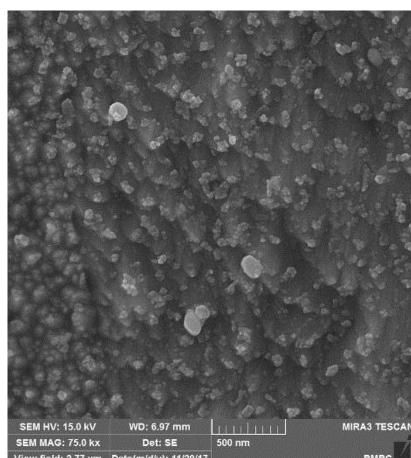
که قسمت های سفید فاز رسوبی و سیاه ماتریس هستند.



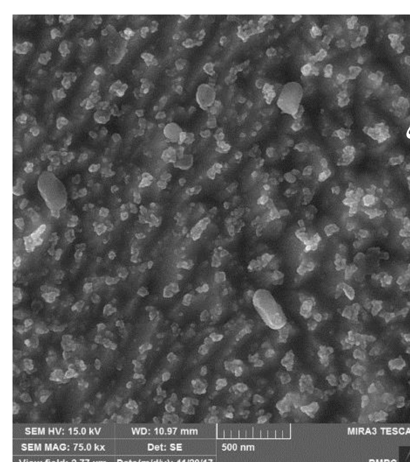
الف



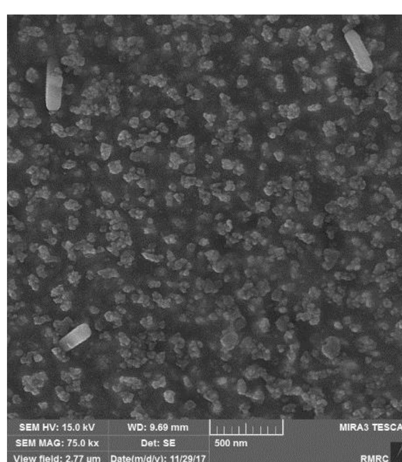
ب



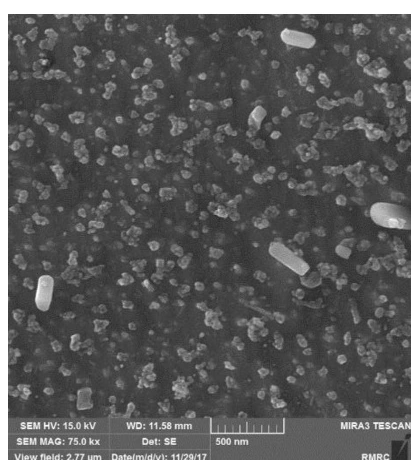
ج



د



ه



و

شکل ٤ تصاویر ریزساختار نمونه ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی الف) نمونه محلول سازی شده در دمای ۹۰۰درجه سانتیگراد و نمونه های رسوب سخت شده در دماهای ب) ۲۰۰ ج) ۳۰۰ د) ٤۰۰ ه) ۵۰۰ و) ٦۰۰ درجه سانتیگراد.

مکانیزمهای افزایش استحکام

افزایش استحکام ناشی از مرز دانه‌ها. در فلزات چند بلوری مرز دانه‌ها بعنوان مانع در مسیر حرکت نابجاییها عمل می‌کنند و باعث افزایش استحکام ماده می‌شوند که به اثر هال-پچ (Hall-petch) معروف است. میزان افزایش تنش تسلیم ماده با معادله زیر محاسبه می‌شود [12]

$$\Delta\sigma_{GB} = \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (۳)$$

که در آن d اندازه متو سط دانه‌ها و ky شیب هال-پچ ا ست که برای مس برابر ۰/۱۵ مگاپاسـگال متر بتوان نیم (Mpa.m1/2) اســت [12]. اندازه دانه‌ها با اســتفاده از تصـاویر میکروسـکپ الکترونی و نوری مورد بررســی قرار گرفتند و متوســط اندازه دانه‌ها در حدود ۹/۷ میکرومتر برای نمونه‌های تحقیق حاضــر تعیین شد. با جایگذاری در معادله فوق مقدار افزایش ا ستحکام حاصل از اندازه دانه‌ها برابر ٤۸ مگاپاسگال بدست آمد.

افزایش استحکام محلول جامد. افزایش استحکام تسلیم آلیاژ در اثر اتمهای ناخالصی محلول در ماتریس مس با استفاده از معادله زیر بدست می‌آید

$$\Delta\sigma_{ss} = \frac{G\,\varepsilon_{ss}^{3/2} c^{1/2}}{700} \quad (٤)$$

که در آن M ضـریب تیلور و برابر ۳/۰٦، c غلظت اتمی عنصـر محلول، G مدول برشــی ماتریس برابر ٤٤ گیگاپاســگال و ε_{ss} کرنش ایجاد شده در شبکه ماتریس حا صل از اختلاف پارامتر شبکه و مدول برشی اتمهای محلول و حلال است. ε_{ss} بصورت زیر محاسبه می‌شود [26]

$$\varepsilon_{ss} = |\varepsilon'_G - \beta\varepsilon_b| \quad (٥)$$

$$\varepsilon'_G = \frac{\varepsilon_G}{1 + \frac{1}{2}|\varepsilon_G|} \quad (٦)$$

$$\varepsilon_G = \frac{1}{G}\frac{dG}{dc} \quad (۷)$$

$$\varepsilon_b = \frac{1}{a}\frac{da}{dc} \quad (۸)$$

که در آن β برابر ۳، a پارامتر شبکه بلوری ماتریس که برای مس برابر ۰/۳٦۱ نانومتر است. dG، da و dc به ترتیب اختلاف مدول برشی، پارامتر شبکه بلوری و غلظت اتمی بین حلال و محلول هستند. مقادیر مدول برشی، پارامتر شبکه و غلظت اتمی عناصر آلیاژی موجود در آلیاژ مورد تحقیق در جدول (۳) لیست شده‌اند.

افزایش استحکام حاصل از رسوب سختی. افزایش استحکام حاصل از رسوب‌های ایجاد شده در ماتریس مس از مکانیسم میانبر اروون (Orowan) پیروی می‌کند که افزایش استحکام تسلیم آلیاژ رسوب سخت شده با معادله زیر قابل محاسبه است [24]

$$\Delta\sigma_{or} = M\frac{0.4\,Gb}{\pi\sqrt{1-\nu}}\frac{\ln(d_p/b)}{\lambda} \quad (۹)$$

که در آن b طول بردار برگر و برای مس برابر ۰/۲٥٦ نانومتر ا ست، v، dp و λ به ترتیب ضریب پوا سون، قطر متو سط ذرات رسـوبی و فاصـله لبه به لبه ذارت رسـوب هسـتند. فاصـله بین ذرات فاز ر سوبی با کسر حجمی این فاز fv و قطر ذرات رابطه دارد که بصورت زیر نوشته می‌شود [2,24]

$$\lambda = d_p\left(\sqrt{\frac{3\pi}{2f_v}} - 1\right) \quad (۱۰)$$

تنش تسلیم ماده را می‌توان از معادله زیر محاسبه کرد:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_{GB} + \sigma_{ss} + \sigma_{or} \quad (۱۱)$$

که در آن σ_0 تنش اصـطکاک در شـبکه کریسـتالی و برای مس برابر ۲۳ مگاپاسگال است [12].

جدول ۳ مقادیر مدول برشی، پارامتر شبکه و غلظت اتمی عناصر آلیاژی موجود در آلیاژ

عنصر	Cr	Zn	Fe	Ni	Si	Pb	Sn	Co	Sb	Mn
مدول برشی G، (MPa)	۱۱	۳۵/۳	۵۲/۵	۷٦	٦۰	۵/٦	۱۸	۷٦	۲۰	۷٦/٤
پارامتر شبکه a، (nm)	۰/۳۵۷	۰/۳۵۹	۰/۲۸۷	۰/۳۵۲	۰/۵٤۳	۰/٤۹۵	۰/۵۸۳	۰/۳٤۹	۰/٤۳۰	۰/۸۹۱
غلظت اتمی c، (%)	۰/۳۸۵	۰/۰۵۸	۰/۰۷۲	۰/۰۱۸	۰/۰۱۷	۰/۰۰۷	۰/۰۲۱	۰/۰۰۲	۰/۰۰۱	۰/۰۰۲

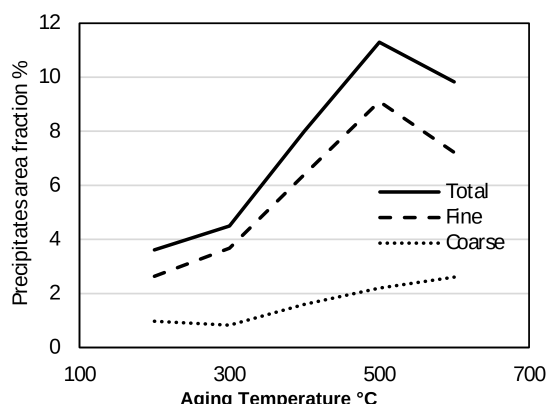
نتایج و بحث

ریزساختار. شکل (٤-الف) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه محلول سازی شده را نشان می‌دهد. در تصاویر میکروسکپ الکترونی تحقیق حاضر، رنگ تیره زمینه مس و فازهای روشن‌تر به رسوب‌های غنی از کروم و سایر عناصر موجود در آلیاژ هستند. در بررسی ریزساختار این نمونه بجز تعداد کم ذرات درشت در حد ۲۰۰ الی ۳۰۰ نانومتر، هیچ‌گونه نقاط ریزی که بتوان به رسوب نسبت داد وجود ندارد که در شکل (٤- الف) هم نمونه‌ایی از این ذرات درشت دیده می‌شود. در بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی عبوری نیز گزارش شده است که در عملیات محلول‌سازی اگر مقدار کروم بیش از حد تعادل حلالیت جامد در آلیاژ در دمای محلول‌سازی باشد می‌تواند در ریزساختار به صورت فازهای کروم با ساختار BCC ظاهر شود [25]. بررسی دیاگرام فاز مس-کروم نشان می‌دهد که در دمای محلول سازی (۹۵۰ درجه سانتیگراد) حد حلالیت کروم در مس در حدود 0.3 الی 0.4 درصد وزنی است بنابراین وجود ذرات کروم در نمونه محلول جامد دور از انتظار نخواهد بود.

شکل (٤-ب) مربوط به نمونه رسوب سخت شده در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌باشد. در این شکل نقاط سفید کروی ریز با تراکم کم مشاهده می‌شود. در دمای پایین پیرسازی، تشکیل نواحی گینیر-پرستون (Guinier–Preston) [31,32] گزارش شده است [8]. با پیرسازی نمونه‌ها، محلول جامد فوق اشباع استحاله می‌شود و به چندین شکل (برای مثال دیسکی یا کروی) با ساختار FCC رسوب می‌کند. گزارش شده است که رسوبات غنی از کروم ساختار FCC را به جای ساختار BCC ترجیح می‌دهند [25]. با توجه به اینکه در ترکیب آلیاژ مورد استفاده در این تحقیق مقادیر اندک از عناصر آهن، نیکل، سیلیسیم و فسفر وجود دارد احتمال تشکیل ذرات رسوبی Fe2P [16]، Cr1.4Fe [12]و Ni2Si [33] وجود دارد که در مشاهدات میکروسکپ الکترونی عبوری (TEM) تحقیقات پیشین اثبات شده است.

شکل (٤-ج) ریزساختار نمونه رسوب سخت شده در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد. در این شکل اندازه و تعداد نقاط سفید کمی بیشتر از شکل (٤-ب) است. شکل (٤-د) مربوط به نمونه رسوب سخت شده در دمای ٤۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌باشد. با توجه به این شکل در مقایسه با شکل‌های قبل، نقاط سفید کروی درشت‌تر و تعداد آنها نیز بیشتر شده‌اند. که تاثیر افزایش تعداد رسوبات در افزایش استحکام مکانیکی - که در بخش بعدی به آن خواهیم پرداخت- نسبت به پیر سازی در دماهای پایین‌تر مشهود است. در شکل (٤-ه) (نمونه رسوب سخت شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد) تراکم نقاط سفید بیشتر شده و شکل و اندازه رسوبات منسجم‌تر هستند.

در شکل (٤- و) (نمونه رسوب سخت شده در دمای ٦۰۰ درجه سانتی گراد) نسبت به دمای پیرسازی ۵۰۰ درجه تعداد نقاط سفید بزرگ افزایش و تعداد نقاط کوچک کاهش داشته‌اند. در دماهای بالا گزارش شده است که بخشی از کروم دوباره در ماتریس حل می‌شود و به دلیل پایین بودن نرخ جوانه زنی و بالا بودن نرخ رشد، ذرات رسوبی بزرگتر افزایش می‌یابند که چسبندگی کمتری به ماتریس دارند و درنتیجه استحکام کاهش می‌یابد [3,8]. علاوه بر این رشد دانه‌ها در دماهای بالا می‌تواند باعث کاهش استحکام ماده گردد.



شکل ۵ درصد ذرات رسوبی به کل سطح تصاویر میکروسکپ SEM بر حسب دمای رسوب سختی.

شکل (۵) نمودار تغییرات درصد ذرات رسوبی به کل سطح تصاویر میکروسکپ الکترونی را نشان می‌دهد که بکمک آنالیز تصاویر با استفاده از نرم افزار ایمیج جی بدست آمده‌اند. همانطور که در شکل (۵) مشاهده می‌شود درصد ذرات رسوبی با افزایش دمای رسوب سختی از ۲۰۰ به ۵۰۰ درجه سانتگراد افزایش می‌یابد که شیب این صعود از دمای بالای ۳۰۰ درجه بشدت افزایش می‌یابد. در دمای بالای ۵۰۰ درجه ذارت رسوبی دوباره کاهش می‌یابند. در شکل (۵) علاوه بر درصد کل ذرات، درصد ذرات ریز و ذرات درشت نیز نشان داده شده‌اند. که نمودار

تغییرات درصد ذرات رسوبی ریز از نمودار کل ذرات پیروی می‌کند. در نمونه‌های پیرسازی شده در دمای ۵۰۰ درجه علاوه بر میزان ذرات ریز، نسبت ذرات ریز به ذرات درشت بیشترین مقدار است که بر تاثیر زیادی بر افزایش استحکام دارد.

همانطور که در شکلهای (۳ و ٤) قابل مشاهده است دو نوع ذرات رسوبی از نظر اندازه وجود دارد؛ ذرات درشت و ذرات ریز. بنابراین، بمنظور تحلیل بهتر توزیع اندازه ذرات، میانگین اندازه ذرات با قطر بزرگتر از ۱۰۰ نانومتر و کوچکتر از این مقدار بطور جداگانه محاسبه شدند. جدول (٤) متوسط اندازه و درصد حجمی ذرات درشت و ریز از کل ذرات رسوبی را برای حات های مختلف پیرسازی نشان می‌دهد. داده‌های جدول (٤) نشان می‌دهند که با افزایش دمای پیرسازی از ۳۰۰ به ۵۰۰ درجه سانتیگراد، اندازه ذرات ریز کاهش و درصد حجمی آنها افزایش می‌یابد و با افزایش بیشتر دمای پیرسازی تا ٦۰۰ درجه سانتیگراد دوباره اندازه ذرات ریز افزایش و درصد حجمی آنها کاهش پیدا می‌کند که این تغییرات در تصاویر میکروسکپ الکترونی شکل (٤) مورد بحث و بررسی قرار گرفت.

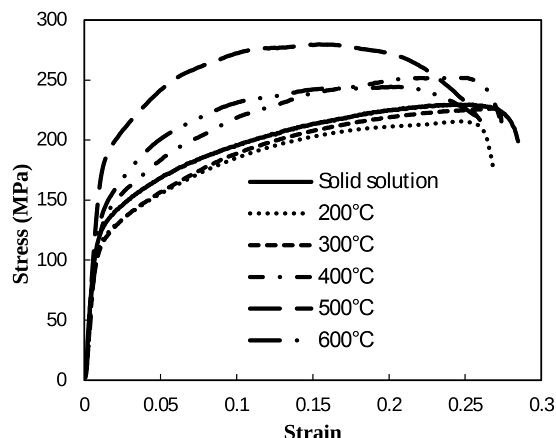
خواص کششی. سطح زیر منحنی تنش-کرنش مهندسی نشان دهنده میزان تافنس شکست ماده می‌باشد، هرچقدر سطح زیر نمودار بیشتر باشد تافنس شکست و مقدار انرژی جذب شده تا شکست افزایش می‌یابد. شکل (٦) نمودار تنش—کرنش مهندسی نمونه‌های رسوب سختی شده و نمونه محلول‌سازی شده را نشان می‌دهد. استحکام نمونه محلول‌سازی شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد کمی بالاتر از نمونه‌های رسوب سخت شده در دماهای ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتی گراد می‌باشد. طبق شکل سطح زیر منحنی نمونه‌های رسوب سخت شده در دمای ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد کاهش یافته است و در نتیجه تافنس شکست آنها نیز کاهش یافته است.

با رسوب سخت کردن نمونه‌ها در دمای ٤۰۰ درجه سانتی‌گراد استحکام تسلیم و کششی افزایش یافته است. با توجه به تصاویر ریزساختار و داده‌های تست کشش می‌توان نتیجه گرفت که این احتمالا همان منطقه θ'' است که بعد از مرحله GP می‌باشد. همچنین می‌توان دید که سطح زیر منحنی افزایش یافته است و در نتیجه تافنس شکست آن نسبت به دماهای ۲۰۰ و ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد افزایش یافته است. نکته جالب توجه این است که در دمای رسوب سختی ٤۰۰ درجه سانتی‌گراد علاوه بر افزایش استحکام، تافنس شکست نیز افزایش یافته است.

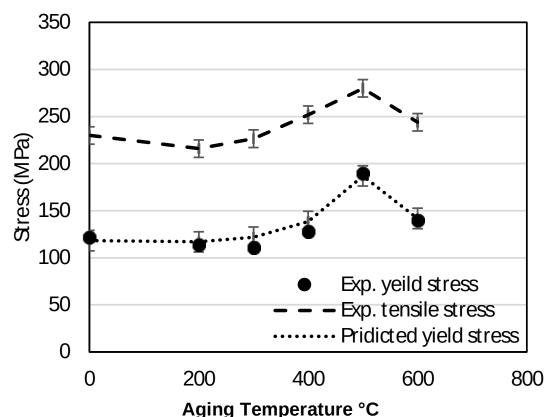
با توجه به نمودار مربوط به رفتار کششی نمونه رسوب سخت شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌توان دید که استحکام تسلیم و کششی به طرز چشم گیری افزایش یافته است و در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به پیک استحکامی در رفتار کششی رسیده است؛ این یعنی دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد در این تحقیق برای آلیاژ مورد بررسی همان دمای بهینه رسوب سختی می‌باشد. این دما مرحله جدید رسوب سختی و منطقه θ' است و همانطور که آنالیز تصاویر ریزساختار در شکل (۵) و جدول (٤) نشان داده شد رسوبات در این دما دارای اندازه بهینه می‌باشند. همچنین نمودار مربوط به دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد نسبت به بقیه دماها دارای بیشترین مساحت زیر منحنی تنش-کرنش مهندسی است یعنی تافنس شکست نیز در این دما بیشتر از سایر دماها می باشد.

جدول ٤ متوسط اندازه و درصد حجمی ذرات درشت و ریز رسوبی

دمای پیرسازی	محلول جامد	۲۰۰ درجه سانتیگراد	۳۰۰ درجه سانتیگراد	٤۰۰ درجه سانتیگراد	۵۰۰ درجه سانتیگراد	٦۰۰ درجه سانتیگراد
متوسط اندازه ذرات رسوبی ریز (nm)	-	۳۸/۸	٤۰	۳٤/۵	۲۰/۱	۳۹/۲
متوسط اندازه ذرات رسوبی درشت (nm)	١٦۳	۱۵۳	۱۵۰	۱۳۱	۱٤۲	۱۳۵
درصد حجمی ذرات رسوبی درشت از کل ذرات	۱۰۰	٦۳	۵۵	۳۸	۲۰	۲۷
درصد حجمی ذرات رسوبی ریز از کل ذرات	۰	۳۷	٤۵	٦۲	۸۰	۷۳



شکل٦ نمودار تنش-کرنش مهندسی نمونه محلول سازی شده و نمونه های رسوب سخت شده در دماهای مختلف.



شکل ۷ نمودار تغییرات تنش تسلیم و تنش نهایی تجربی و تنش تسلیم محاسبه شده بوسیله مدل تحلیلی بر حسب دمای پیرسازی.

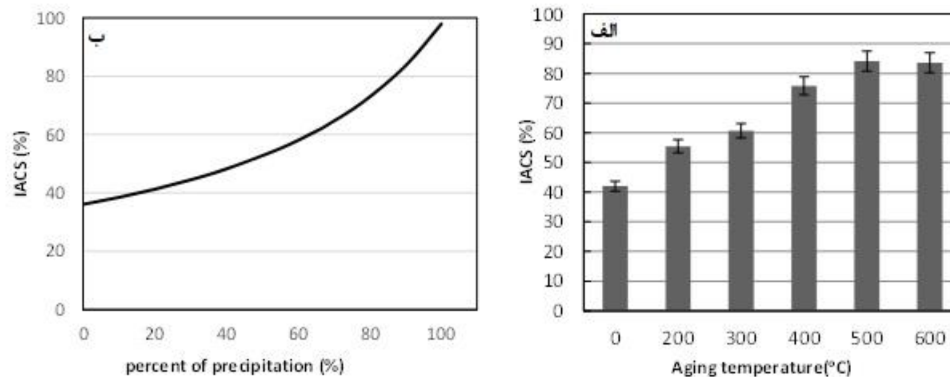
با ادامه فرایند رسوب سختی در دمای ٦۰۰ درجه سانتی‌گراد علاوه بر استحکام ماده کاهش یافته است. همچنین می‌توان دید که سطح زیر نمودار کاهش یافته است که بدان معناست که با افزایش دمای رسوب سختی در بالاتر از ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد، علاوه بر کاهش استحکام کششی و تسلیم، تافنس شکست نیز کاهش می‌یابد.

شکل (۷) تغییرات تنش تسلیم و تغییرات استحکام کششی نهایی را با افزایش دمای رسوب سختی برای آلیاژ مورد بررسی نشان می‌دهد. همچنین با توجه به این نمودار می‌توان دید که با انجام عملیات رسوب سختی در دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد تنش تسلیم و تنش کششی نسبت به نمونه محلول سازی شده کمی کاهش می‌یابد. سپس با ادامه رسوب سختی تا دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد استحکام تسلیم و استحکام کششی پیوسته افزایش می‌یابند. در نهایت با افزایش دمای رسوب سختی تا ٦۰۰ درجه سانتی‌گراد استحکام تسلیم و استحکام کششی هر دو کاهش می‌یابند. برای آلیاژ مورد بررسی با توجه به انتخاب دماهای رسوب سختی در این تحقیق می‌توان دید که بهترین دمای رسوب سختی همان دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌باشد.

هدایت الکتریکی. شکل (۸- الف) تغییرات هدایت الکتریکی را با دمای رسوب سختی برای آلیاژ مورد بررسی نشان می‌دهد. با توجه به این شکل می‌توان دید که با افزایش دمای رسوب سختی، هدایت الکتریکی پیوسته افزایش می‌یابد و در نهایت در دمای بالای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به یک مقدار ثابت می رسد.

در مرحله اولیه پیرسازی، سختی و هدایت الکتریکی نمونه به سرعت با زمان پیر سازی افزایش می‌یابد و در نهایت هدایت الکتریکی به یک حد ثابت می‌رسد. این به این دلیل است که اتم‌های حل شونده خارج از محلول جامد فوق اشباع رسوب می‌کنند [3]. اثر پراکندگی روی الکترون ناشی از اتم حل شونده کمتر می شود که منجر به افزایش شدید هدایت در اولین مرحله پیرسازی می شود. رسوب فازهای غنی از کروم و سایر عناصر موجود در آلیاژ مقادیر اتم‌های حل شونده در ماتریس را کاهش می‌دهد و منجر به افزایش مداوم هدایت الکتریکی در طول پیر سازی می شود. بنابراین، هدایت الکتریکی بطور مداوم بهبود می یابد. در نهایت، هدایت الکتریکی بدلیل کاهش سینتیک رسوب تمایل به پایدار شدن دارد.

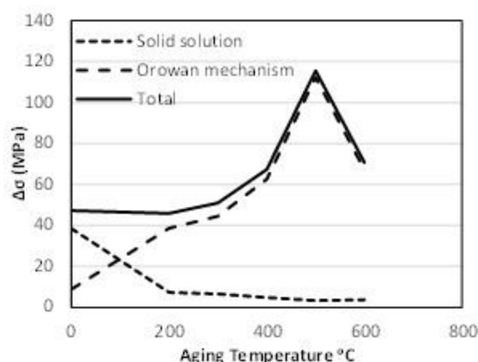
شکل (۸- ب) تغییرات هدایت الکتریکی بر حسب درصد رسوبات به کل عناصر ناخالصی را نشان می‌دهد که با استفاده از معادله‌های (۱ و ۲) محاسبه شده‌اند. در محاسبه هدایت الکتریکی فرض شده است که کسر مشخص و ثابتی از همه عناصر رسوب دهنده موجود در آلیاژ رسوب می‌کنند که این کسر بر حسب درصد مقدار محور افقی در نمودار شکل (۸- ب) است. با مقایسه شکلهای (۸- الف و ب) می‌توان میزان عناصر رسوب کننده در هر دما را محاسبه کرد که این مقدار برای نمونه محلول جامدسازی و پیر سخت شده در دماهای ۲۰۰، ۳۰۰، ٤۰۰، ۵۰۰ و ٦۰۰ درجه سانتی‌گراد به ترتیب برابر ۲۱، ۵۵، ٦٤، ۸۰، ۹۱ و ۸۹ درصد هستند. بنابراین با ضرب این اعداد در درصد حجمی عناصر رسوب دهنده موجود در آلیاژ درصد حجمی عناصر رسوب کرده در هر دما را می‌توان تخمین زد.



شکل۸- الف) تغییرات هدایت الکتریکی با افزایش دمای رسوب سختی و ب) تغییرات هدایت الکتریکی برحسب کسر اتمهای رسوب کرده از کل عناصر ناخالصی موجود در آلیاژ.

نتایج مدل تحلیلی. در قسمت قبلی دو مکانیزم استحکام‌بخشی محلول جامد و مکانیزم میانبر اروان معرفی شدند. شکل (۹) تغییرات افزایش استحکام ناشی از مکانیزم محلول جامد و اروان را نشان می‌دهد. همانگونه که در شکل (۹) مشاهده می‌شود افزایش تنش استحکام محلول جامد در نمونه‌های پیرسازی شده نسبت به نمونه محلول جامد بشدت کاهش می‌یابد و با افزایش دمای پیرسازی تا ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد تنش استحکام مکانیزم اروان پیوسته افزایش می‌یابد و در دمای بین ٤٠٠ و ۵۰۰ درجه شیب این افزایش نیز بالاست. در نهایت با افزایش بیشتر دمای پیرسازی تنش اروان و استحکام کاهش می‌یابد. در دماهای زیر ۳۰۰ درجه سانتیگراد افزایش استحکام ناشی از تنش اروان به اندازه‌ای نیست که بر کاهش شدید مکانیزم محلول جامد غلبه کند بنابراین استحکام ماده ثابت مانده یا اندکی نسبت به نمونه محلول‌سازی شده کاهش می‌یابد که در نتایج تجربی شکل (۷) نیز مشهود است. مقادیر تنش تسلیم محاسبه شده بکمک مدل تحلیلی ارایه شده در این تحقیق در شکل (۷) نیز نشان داده شده است و با مقادیر تجربی مقایسه شده‌اند. مقایسه تنایج تجربی و تحلیلی ارایه شده در شکل (۷) توافق خوبی را بین آنها نشان می‌دهد.

نتایج شکل‌های (۷ و ۹) را با داده‌های جدول (٤) نیز می‌توان تحلیل نمود. با توجه به معادلات ارایه شده برای استحکام بخشی ماده در قسمت مدل تحلیلی، اندازه و فاصله ذرات نقش مهمی را ایفا می‌کنند. هرچه اندازه ذرات کوچکتر و درصد حجمی ذرات بیشتر شود در نتیجه فاصله بین ذرات کاهش یافته و تنش تسلیم افزایش بیشتری خواهد داشت. که در داده‌های جدول (٤) می‌توان مشاهده نمود که با افزایش دمای رسوب سختی به ۵۰۰ درجه سانتیگراد اندازه ذرات ریز کاهش و درصد حجمی کل ذرات ریز افزایش و در نتیجه تنش تسلیم نیز افزایش می‌یابد. با افزایش بیشتر دمای رسوب سختی، اندازه ذرات افزایش و درصد حجمی آنها کاهش می‌یابد بنابراین استحکام ماده پیر سخت شده در دمای ٦٠٠ درجه سانتی‌گراد نسبت به پیک استحکام در ۵۰۰ درجه کمتر است.



شکل ۹ نمودار تغییرات افزایش تنش حاصل از محلول جامد، تنش اروان و مجموع دو مکانیزم محاسبه شده بوسیله مدل تحلیلی بر حسب دمای پیرسازی

رفتار کارسختی. رفتار کارسختی را می‌توان با رسم نمودار تنش– کرنش حقیقی از آغاز نقطه تسلیم تا تنش حداکثر در مقیاس لگاریتمی و تناسب یک خط با این داده ها بر اساس رابطه هولمن تعیین کرد.

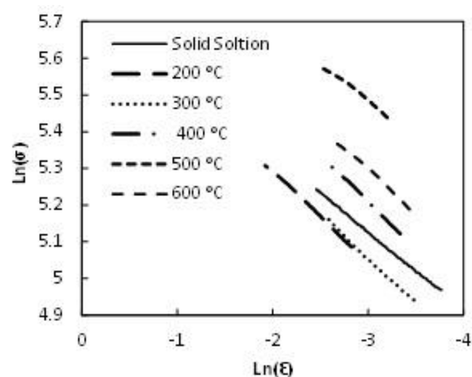
$$\sigma = k\varepsilon^n \qquad (۱۲)$$

در این رابطه σ و ε به ترتیب تنش حقیقی و کرنش حقیقی و ثوابت k و n به ترتیب ضریب استحکامی و توان کارسختی

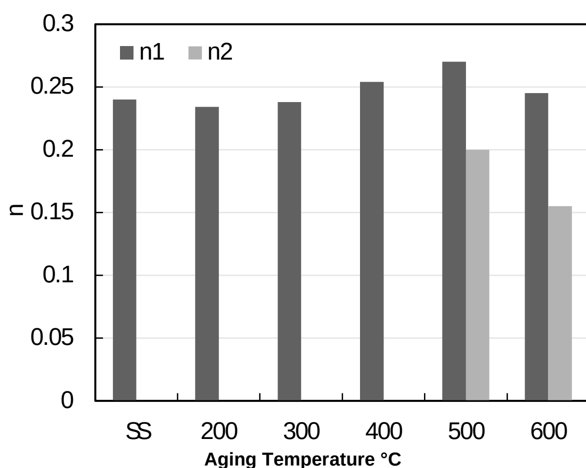
نامیده می‌شوند [34]. هر چقدر مقدار n بیشتر باشد، قابلیت کارسختی ماده بالاتر است. ماده‌ای با مقدار بالای n به منظور ایجاد استحکام با تغییر شکل پلاستیک، ترجیح داده می‌شود. در واقع هر چقدر مقدار n بزرگتر باشد، ماده در ناحیه پلاستیک با کرنش کمتر استحکام بیشتری پیدا می‌کند [34]. از سوی دیگر به لحاظ شکل پذیری در فرایند شکل دادن مواد، ضریب کارسختی کمتر بهتر است زیرا استحکام تسلیم ماده حین تغییرشکل پلاستیک افزایش کمتری خواهد داشت و شکل دادن ماده با صرف نیروی و انرژی کمتری قابل انجام خواهد بود.

نمودار تغییرات Lnσ به Lnε برای نمونه محلول‌سازی شده و نمونه‌های رسوب سخت شده در دماهای مختلف در شکل (۱۰) ارائه گردیده است. همان‌طور که در این شکل مشخص است نمودار نمونه محلول‌سازی شده و نمونه‌های رسوب سخت شده در دماهای ۲۰۰، ۳۰۰، ٤۰۰ درجه سانتی‌گراد دارای رفتار خطی می‌باشند ولی بنظر می‌رسد که نمونه‌های رسوب سخت شده در دماهای ۵۰۰ و ٦۰۰ درجه سانتی‌گراد دارای رفتار غیر خطی بوده و از رفتار کارسختی دو مرحله‌ای پیروی می‌کنند. رفتار کارسختی دو مرحله‌ای در آلیاژهای آلومینیوم و نیز برخی فولادهای دو فازی و سه فازی دیده شده است. مرحله اول کار سختی می‌تواند مربوط به تغییر شکل پلاستیک فاز زمینه باشد؛ در حالی که مرحله دوم کارسختی می‌تواند مربوط به تغییر شکل همزمان فازهای زمینه و رسوبات باشد [35].

توان کار سختی برای نمونه محلول‌سازی و نمونه‌های رسوب سخت شده در دماهای مختلف در شکل (۱۱) نشان داده شده است. با توجه به شکل (۱۱) توان کارسختی با انجام عملیات رسوب سختی در ابتدا کاهش و با ادامه رسوب سختی تا دمای ٤۰۰ پیوسته افزایش می‌یابد. اما برای دماهای رسوب سختی ۵۰۰ و ٦۰۰ درجه سانتی‌گراد که از رفتار کارسختی دو مرحله ای پیروی می‌کنند، مرحله اول کار سختی نسبت به مرحله دوم کار سختی دارای توان بالاتری است که نشان می‌دهد تاثیر ریزساختار ایجاد شده در مرحله اول بیشتر از مرحله دوم است. همچنین دمای رسوب سختی ۵۰۰ درجه سانتی گراد دارای بیشترین توان کارسختی در مقایسه با سایر نمونه‌های دیگر می‌باشد و با افزایش دمای رسوب سختی تا ٦۰۰ درجه سانتی‌گراد توان کارسختی در هر دو مرحله کاهش می‌یابد.



شکل ۱۰ نمودار تغییرات Lnσ به Lnε برای نمونه محلول سازی و نمونه های رسوب سخت شده.



شکل ۱۱ مقایسه توان کارسختی برای نمونه محلول سازی و نمونه های رسوب سخت شده در دماهای مختلف.

نتیجه‌گیری

در این مقاله تاثیر دمای رسوب سختی بر ریزساختار، خواص مکانیکی، هدایت الکتریکی آلیاژ مس-کروم با روش تجربی مورد بررسی قرار گرفت. علاوه بر این مدل تحلیلی جهت محاسبه میزان رسوب عناصر ناخالصی و استحکام مکانیکی در دماهای مختلف پیرسازی ارایه شد. نتایج بدست آمده در این تحقیق را می‌توان بصورت زیر جمع‌بندی نمود.

- در نمونه پیرسازی شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد تعداد رسوبات بیشتر و شکل و اندازه آنها منسجم‌تر وکوچکتر است.

- نمونه رسوب سخت شده در دمای ۵۰۰ درجه سانتی گراد، بیشترین استحکام کششی و بیشترین تافنس شکست را داراست.
- تغییرات توان کارسختی نمونه محلول‌سازی و همچنین نمونه‌های رسوب سخت شده از دمای ۲۰۰ تا دمای ٤۰۰ درجه سانتی‌گراد از رفتار کارسختی تک مرحله ای پیروی می‌کنند. توان کارسختی با انجام عملیات رسوب سختی در ابتدا کاهش و با ادامه رسوب سختی تا دمای ۵۰۰ افزایش می‌یابد.
- برای دماهای رسوب سختی ۵۰۰ و ٦۰۰ درجه سانتی‌گراد که از رفتار کارسختی دو مرحله‌ای پیروی می‌کنند، مرحله اول کار سختی نسبت به مرحله دوم کار سختی دارای توان بالاتری است.
- هدایت الکتریکی با افزایش دمای ر سوب سختی پیو سته تا دمای ۵۰۰ افزایش یافت و در دمای بالاتر تقریبا ثابت ماند.
- تنش ت سلیم محا سبه شده با مدل تحلیلی ارایه شده در این تحقیق برای نمونه محلول سازی و نمونه‌های پیر سازی شده توافق خوبی با نتایج تجربی دارد.

مراجع

1. Lu, D. P., Wang, J., Zeng, W. J., Liu, Y., Lu, L., and De Sun, B., “Study on high-strength and high-conductivity Cu-Fe-P alloys,” *Materials Science and Engineering A*, Vol. 421, No. 1–2, pp. 254–259, (2006).
2. Chen, X., Jiang, F., Jiang, J., Xu, P., Tong, M., and Tang, Z., “Precipitation, recrystallization, and evolution of annealing twins in a Cu-Cr-Zr alloy,” *Metals (Basel).*, Vol. 8, No. 4, pp. 1–15, (2018).
3. Liu, Q., Zhang, X., Ge, Y., Wang, J., and Cui, J. Z., “Effect of processing and heat treatment on behavior of Cu-Cr-Zr alloys to railway contact wire,” *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 37, No. 11, pp. 3233–3238, (2006).
4. Hatakeyama, M. *et al.*, “3D-AP and positron annihilation study of precipitation behavior in Cu-Cr-Zr alloy,” *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 386–388, No. C, pp. 852–855, (2009).
5. Suvorova, A. A., Danilov, I. V., Kalinin, G. M., and Korostelev, A. B., “Heat treatment effects on the microstructure and properties of Cu–Cr–Zr alloy used for the ITER blanket components,” *Nuclear Materials and Energy*, Vol. 15, No. November 2017, pp. 80–84, (2018).
6. Su, J. H., Dong, Q. M., Liu, P., Li, H. J., and Kang, B. X., “Research on aging precipitation in a Cu-Cr-Zr-Mg alloy,” *Materials Science and Engineering A*, Vol. 392, No. 1–2, pp. 422–426, (2005).
7. Tang, N. Y., Taplin, D. M. R., and Dunlop, G. L., “Precipitation and aging in high-conductivity Cu–Cr alloys with additions of zirconium and magnesium,” *Materials Science and Technology*, Vol. 1, No. 4, pp. 270–275, (1985).
8. Zhou, H. T., Zhong, J. W., Zhou, X., Zhao, Z. K., and Li, Q. B., “Microstructure and properties of Cu-1.0Cr-0.2Zr-0.03Fe alloy,” *Materials Science and Engineering A*, Vol. 498, No. 1–2, pp. 225–230, (2008).
9. Shuai, G. W., Fang, P., and Liu, Z. M., “Effects of Fe and P additions on microstructures and properties of Cu-Cr-Zr resistance spot welding electrode alloy,” *Applied Mechanics and Materials.*, Vol. 651–653, pp. 20–23, (2014).
10. Huang, F. X., “Microsture and Properties of a Cu-Cr-Zr-Fe-Ti Alloy,” *Applied Mechanics and Materials.*, Vol. 723, pp. 556–560, (2015).
11. Zhang, Y. *et al.*, “Aging behavior and precipitates analysis of the Cu-Cr-Zr-Ce alloy,” *Materials Science and Engineering A*, Vol. 650, pp. 248–253, (2016).
12. Li, M. *et al.*, “Microstructures and mechanical properties of the novel CuCrZrFeTiY alloy for fusion reactor,” *Journal*

of Nuclear Materials., Vol. 532, p. 152063, (2020).

13. Fernee, H., Nairn, J., and Atrens, A., "Precipitation hardening of Cu-Fe-Cr alloys Part I Mechanical and electrical properties," *Journal of Materials Science.*, Vol. 6, No. 36, pp. 2711–2719, (2001).
14. Gao, N., Huttunen-Saarivirta, E., Tiainen, T., and Hemmilä, M., "Influence of prior deformation on the age hardening of a phosphorus- containing Cu-0.61wt.%Cr alloy," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 342, No. 1–2, pp. 270–278, (2003).
15. Guo, F. A., Xiang, C. J., Yang, C. X., Cao, X. M., Mu, S. G., and Tang, Y. Q., "Study of rare earth elements on the physical and mechanical properties of a Cu-Fe-P-Cr alloy," *Materials Science and Engineering B: Solid-State Materials for Advanced Technology.*, Vol. 147, No. 1, pp. 1–6, (2008).
16. Wang, Y., Fu, H., Wang, J., Zhang, H., Li, W., and Xie, J., "Enhanced combination properties of Cu-0.8Cr alloy by Fe and P additions," *Journal of Nuclear Materials.*, Vol. 526, p. 151753, (2019).
17. Xu, S., Fu, H., Wang, Y., and Xie, J., "Effect of Ag addition on the microstructure and mechanical properties of Cu-Cr alloy," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 726, No. April, pp. 208–214, (2018).
18. Zhao, Z., Xiao, Z., Li, Z., Ma, M., and Dai, J., "Effect of magnesium on microstructure and properties of Cu-Cr alloy," *Journal of Alloys and Compounds.*, Vol. 752, pp. 191–197, (2018).
19. Zhang, P., Jie, J., Gao, Y., Li, H., Wang, T., and Li, T., "Influence of cold deformation and Ti element on the microstructure and properties of Cu-Cr system alloys," *Journal of Materials Research.*, Vol. 30, No. 13, pp. 2073–2080, (2015).
20. Fu, S. *et al.*, "Effect of aging process on the microstructure and properties of Cu–Cr–Ti alloy," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 802, p. 140598, (2021).
21. Dong, Q., Shen, L., Cao, F., Jia, Y., Liao, K., and Wang, M., "Effect of Thermomechanical Processing on the Microstructure and Properties of a Cu-Fe-P Alloy," *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 24, No. 4, pp. 1531–1539, (2015).
22. Jeong, E., Han, S., Goto, M., and Kim, S., "Effects of thermo-mechanical processing and trace amount of carbon addition on tensile properties of Cu-2.5Fe-0.1P alloys," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 520, No. 1–2, pp. 66–74, (2009).
23. Krishna, S. C., Gangwar, N. K., Jha, A. K., Pant, B., and George, K. M., "Enhanced strength in Cu-Ag-Zr alloy by combination of cold working and aging," *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 23, No. 4, pp. 1458–1464, (2014).
24. Liu, Y., Li, Z., Jiang, Y., Zhang, Y., Zhou, Z., and Lei, Q., "The microstructure evolution and properties of a Cu-Cr-Ag alloy during thermal-mechanical treatment," *Journal of Materials Research*, Vol. 32, No. 7, pp. 1324–1332, (2017).
25. Wang, K., Liu, K., and Zhang, J., "Microstructure and properties of aging Cu – Cr – Zr alloy," *Rare Metals*, Vol. 33, No. 2, pp. 134–138, (2014).
26. Wen, H., Topping, T. D., Isheim, D., Seidman, D. N., and Lavernia, E. J., "Strengthening mechanisms in a high-strength bulk nanostructured Cu-Zn-Al alloy processed via cryomilling and spark plasma sintering," *Acta Materialia*,

Vol. 61, No. 8, pp. 2769–2782, (2013).

27. “Equilibrium Diagrams: Selected copper alloy diagrams illustrating the major types of phase transformation,” Copper Development Association, (1992).
28. Bauccio, M. L., *ASM Metals Reference Book, 3rd Edition*. ASM international, (1993).
29. Zeon, S., Choi, E., Hwan, S., Kim, S., Lee, J., and Field, B., “Progress in Materials Science Alloy design strategies to increase strength and its trade-offs together,” *Progress in Materials Science*, Vol. 117, No. August, p. 100720, (2021).
30. Olafsson, P. and Sandstro, R., “Calculations of electrical resistivity for Al - Cu and Al - Mg - Si alloys,” *Materials Science and Technology*, Vol. 17, No. 6, pp. 655–662, (2001).
31. Guinier, A., “Structure of age-hardened aluminium-copper alloys,” *Nature*, Vol. 142, pp. 569–570, (1938).
32. Preston, G. D., “Structure of age-hardened aluminium-copper alloys,” *Nature*, Vol. 142, pp. 570-571, (1938).
33. Monzen, R. and Watanabe, C., “Microstructure and mechanical properties of Cu-Ni-Si alloys,” *Materials Science and Engineering A*, Vol. 483–484, No. 1-2 C, pp. 117–119, (2008).
34. Zare, A. and Ekrami, A., “Effect of martensite volume fraction on work hardening behavior of triple phase (TP) steels,” *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528, No. 13–14, pp. 4422–4426, (2011).
35. Guo, Z. and Li, L., “In fluences of alloying elements on warm deformation behavior of high-Mn TRIP steel with martensitic structure,” *Materials & Design*, Vol. 89, pp. 665–675, (2016).